

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 01176029
PUBLICATION DATE : 12-07-89

APPLICATION DATE : 28-12-87
APPLICATION NUMBER : 62336490

APPLICANT : KOBE STEEL LTD;

INVENTOR : KITAGAWA YOSHIHISA;

INT.CL. : C21D 8/02 // C22C 38/00 C22C 38/58

TITLE : MANUFACTURE OF HIGH-TENSILE STEEL PLATE WITH LOW YIELD RATIO BY
ACCELERATED COOLING METHOD

ABSTRACT : PURPOSE: To provide the desired low yield ratio, high strength, and high toughness by hot-rolling an Nb-containing steel with a specific composition under specific conditions and subjecting the resulting hot-rolled steel plate to accelerated cooling and then to tempering treatment.

CONSTITUTION: A steel having a composition consisting of, by weight, 0.03~0.2% C, 0.03~0.5% Si, 0.4~2.3% Mn, 0.01~0.1% Al, 0.1~0.5% Mo, 0.01~0.05% Nb, 0.3~1.5% Ni, and the balance Fe with inevitable impurities is cast. This steel is hot-rolled so that draft in an uncrystallized austenite region and finish rolling-finishing temp. are regulated to $\geq 30\%$ and $\geq \text{Ar}_3$ point, respectively. Directly after rolling, accelerated cooling is applied from $\geq \text{Ar}_3$ point down to $\leq 750^\circ\text{C}$ at $2\sim 40^\circ\text{C}/\text{sec}$ cooling rate. Then, tempering treatment is applied at $300\sim 700^\circ\text{C}$. If necessary, one or more kinds among 0.02~0.15% V, 0.3~0.05% Cr, 0.2~1.3% Cu, 0.0003~0.003% B, and 0.005~0.03% Ti are incorporated to the above steel. By using this high-tensile steel plate with low yield ratio, the safety of welding construction can be improved.

COPYRIGHT: (C)1989,JPO&Japio

⑨ 日本国特許庁(JP)

⑩ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A)

平1-176029

⑪ Int. Cl.⁴ 識別記号 庁内整理番号 ⑬ 公開 平成1年(1989)7月12日
C 21 D 8/02 B-7371-4K
// C 22 C 38/00 301 A-6813-4K
38/58 6813-4K 審査請求 未請求 発明の数 2 (全7頁)

⑭ 発明の名称 加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法

⑮ 特 願 昭62-336490

⑯ 出 願 昭62(1987)12月28日

⑰ 発 明 者 堀 江 正 明 兵庫県神戸市垂水区歌敷山3丁目1番1号
⑱ 発 明 者 小 出 憲 司 兵庫県神戸市西区伊川谷町有瀬1650-3
⑲ 発 明 者 北 川 喜 久 兵庫県神戸市東灘区北青木2-10-6-E6006
⑳ 出 願 人 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号
㉑ 代 理 人 弁理士 丸 木 良 久

明 細 書

Ni 0.3~1.5wt%

1. 発明の名称

を含有し、さらに、

加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法

V 0.02~0.15wt%、Cr 0.3~0.05wt%、

2. 特許請求の範囲

Cu 0.2~1.3wt%、B 0.0003~0.003wt%、

(1) C 0.03~0.2wt%、Si 0.03~0.5wt%、

Ti 0.005~0.03wt%

Mn 0.4~2.3wt%、Al 0.01~0.1wt%、

の1種または2種以上

Mo 0.1~0.5wt%、Nb 0.01~0.05wt%、

を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなる

Ni 0.3~1.5wt%

鋼を、未再結晶オーステナイト域での圧下率が

を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなる
鋼を、未再結晶オーステナイト域での圧下率が
30%以上で、かつ、仕上圧延終了温度が A_{r3} 以
上となるように熱間圧延した後、直ちに、 A_{r3} 以
上の温度から、2~40℃/secの冷却速度で
750℃以下の温度まで加速冷却し、その後、
300~700℃の温度範囲で焼戻し処理を行な
うことを特徴とする加速冷却法による低降伏比高
張力鋼板の製造法。

30%以上で、かつ、仕上圧延終了温度が A_{r3} 以
上となるように熱間圧延した後、直ちに、 A_{r3} 以
上の温度から、2~40℃/secの冷却速度で
750℃以下まで加速冷却し、その後、300~
700℃の温度範囲で焼戻し処理を行なうことを
特徴とする加速冷却法による低降伏比高張力鋼板
の製造法。

3. 発明の詳細な説明

[産業上の利用分野]

本発明は加速冷却法による低降伏比高張力鋼板
の製造法に関し、さらに詳しくは、降伏比75~
90%で70Kgf/mm²以上の引張り強さを有す

る厚鋼板を加速冷却法により製造する方法に関する。

[従来技術]

従来の70 Kgf/mm²級、80 Kgf/mm²級橋梁用厚鋼板は強制冷却することなく室温まで冷却した後、焼入れ、焼戻し処理によって製造されており、降伏比は95%程度であった。

近年、85%まで降伏比を下げた鋼板を制御圧延、加速冷却、焼入れ、焼戻し法により製造する方法が提案されているが(溶接学会論文集、Vol. 5, 1985, No. 3, P 589)、降伏比80%前後の降伏比を有する厚鋼板の製造法は提案されていない。

近年、溶接構造用高張力鋼板の進歩は著しく、引張強さ100 Kgf/mm²級まで実用化されつつあるが、橋梁関係では従来の70 Kgf/mm²、80 Kgf/mm²級鋼は降伏比が高く、降伏後破壊に至るまでの耐負荷が小さいため、隠れた安全性という観点では不安材料があり、これまで80 Kgf/mm²級高張力鋼のこの分野での使用は極端

ルギー、溶接部の硬度分布、靱性等において致命的な欠点のあることがわかり、特に、靱性値劣化の原因が軟質のフェライトと硬質のマルテンサイトが粗く分散することにあることを見出し、そして、Nbを含有させることと適切な加速冷却速度を採用することにより、フェライトを加速冷却中に極めて微細に析出させ、かつ、残部も微細なベイナイト+マルテンサイト組織とした後、適当な条件で焼戻しを行なうことにより、所望の降伏比、高強度、高靱性がえられる加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法を開発したのである。

[問題点を解決するための手段]

本発明に係る加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の本製造法は、

- (1) C 0.03~0.2wt%、Si 0.03~0.5wt%、
Mn 0.4~2.3wt%、Al 0.01~0.1wt%、
Mo 0.1~0.5wt%、Nb 0.01~0.05wt%、
Ni 0.3~1.5wt%

を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなる

に制限されていた。そして、この分野においても軽量化の要求が大きく、隠れた安全性を有する低降伏比の70 Kgf/mm²級以上の高張力鋼板の出現が望まれていた。

[発明が解決しようとする問題点]

本発明は上記に説明した従来における低降伏比の高張力鋼板の製造法の問題点に鑑み、本発明者が鋭意研究を行った結果、例えば、橋梁等の溶接構造物の隠れた安全性を高め、かつ、構造物の軽量化を実現させるための加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法を開発したものであり、冷間圧延鋼板、熱間圧延鋼板の分野においては鋼の降伏比を下げる方法は開発、実用化されており、そして、これらの鋼板はフェライトと5~30%のマルテンサイトおよび状況によってはベイナイトや残留オーステナイトを含む組織構成を有しており、このマルテンサイトの存在が降伏比を下げる上で有効とされているが、この方法では、低降伏比は得られるが橋梁材として具備しなければならない低い遷移温度、高いアッパーシェルフエネ

ルギー、溶接部の硬度分布、靱性等において致命的な欠点のあることがわかり、特に、靱性値劣化の原因が軟質のフェライトと硬質のマルテンサイトが粗く分散することにあることを見出し、そして、Nbを含有させることと適切な加速冷却速度を採用することにより、フェライトを加速冷却中に極めて微細に析出させ、かつ、残部も微細なベイナイト+マルテンサイト組織とした後、適当な条件で焼戻しを行なうことにより、所望の降伏比、高強度、高靱性がえられる加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法を開発したのである。

- (2) C 0.03~0.2wt%、Si 0.03~0.5wt%、
Mn 0.4~2.3wt%、Al 0.01~0.1wt%、
Mo 0.1~0.5wt%、Nb 0.01~0.05wt%、
Ni 0.3~1.5wt%

を含有し、さらに、

- V 0.02~0.15wt%、Cr 0.3~1.5wt%、
Cu 0.2~1.3wt%、B 0.0003~0.003wt%、
Ti 0.005~0.03wt%

の1種または2種以上、

を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなる鋼を、未再結晶オーステナイト域での圧下率が30%以上で、かつ、仕上圧延終了温度がA_{r3}以

上となるように熱間圧延した後、直ちに、 A_{r3} 以上の温度から、 $2 \sim 40^\circ\text{C}/\text{sec}$ の冷却速度で 750°C 以下まで加速冷却し、その後、 $300 \sim 700^\circ\text{C}$ の温度範囲で焼戻し処理を行なうことを特徴とする加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法を第2の発明とする2つの発明からなるものである。

本発明に係る加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法について以下詳細に説明する。

先ず、本発明に係る加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法(以下単に本発明製造法ということがある。)において使用する鋼の含有成分および含有割合について説明する。

Cは強度上昇に有効な元素であり、含有量が $0.03\text{wt}\%$ 未満では強度上昇効果は少なく、また、 $0.2\text{wt}\%$ を越えて含有されると溶接性を劣化する。よって、C含有量は $0.03 \sim 0.2\text{wt}\%$ とする。

Siは組織制御に有効な元素であり、含有量が $0.03\text{wt}\%$ 未満では組織制御効果が発揮できず、また、 $0.5\text{wt}\%$ を越えて含有されると靱性の劣化を

招来する。よって、Si含有量は $0.03 \sim 0.5\text{wt}\%$ とする。

MnはSiと同じく組織制御に有効な元素であり、含有量が $0.4\text{wt}\%$ 未満では組織制御の効果は少なく、また、 $2.3\text{wt}\%$ を越えて含有されるとバンド状組織を生成し、C方向、Z方向の靱性の劣化を招来する。よって、Mn含有量は $0.4 \sim 2.3\text{wt}\%$ とする。

Alは脱酸剤として必要な元素であり、含有量が $0.01\text{wt}\%$ 未満では脱酸剤としての効果はなく、また、 $0.1\text{wt}\%$ を越えて含有されるとこの効果は飽和する。よって、Al含有量は $0.01 \sim 0.1\text{wt}\%$ とする。

Moはベイナイト組織の生成に有効で、かつ、靱性値向上に有効な元素であり、含有量が $0.1\text{wt}\%$ 未満ではこれらの効果は少なく、また、 $0.5\text{wt}\%$ を越えて含有されるとこれらの効果は飽和してしまう。よって、Mo含有量は $0.1 \sim 0.5\text{wt}\%$ とする。

Nbは γ 粒径を微細化し、未再結晶圧延領域の

拡大が図れ、かつ、ベイナイト組織の微細化および強度上昇に寄与する元素であり、含有量が $0.01\text{wt}\%$ 未満ではこれらの効果を発揮することはできず、また、 $0.05\text{wt}\%$ を越えて含有されると効果は飽和してしまう。よって、Nb含有量は $0.01 \sim 0.05\text{wt}\%$ とする。

Niは溶接性と靱性の向上に有効な元素であり、含有量が $0.3\text{wt}\%$ 未満ではこの効果は少なく、また、 $1.5\text{wt}\%$ を越えて含有されると効果は飽和する。よって、Ni含有量は $0.3 \sim 1.5\text{wt}\%$ とする。

Vは γ 粒径を微細化し、ベイナイト組織の微細化、強度上昇への寄与、さらに、析出強化による強度上昇への寄与に有効な元素であり、含有量が $0.01\text{wt}\%$ 未満ではこのような効果は少なく、また、 $0.15\text{wt}\%$ を越えて含有されるとこれらの効果は飽和してしまう。よって、V含有量は $0.02 \sim 0.15\text{wt}\%$ とする。

Crは組織制御に有効で、かつ、強度上昇に寄与する元素であり、含有量が $0.3\text{wt}\%$ 未満ではこのような効果は少なく、また、 $1.5\text{wt}\%$ を越え

て含有されると効果のそれ以上の上昇は望めない。よって、Cr含有量は $0.3 \sim 1.5\text{wt}\%$ とする。

Cuは溶接性および靱性の向上に有効な元素であり、含有量が $0.2\text{wt}\%$ 未満ではこの効果は少なく、また、 $1.3\text{wt}\%$ を越えると効果は飽和する。よって、Cu含有量は $0.2 \sim 1.3\text{wt}\%$ とする。

Bは組織制御に有効で、かつ、強度上昇に寄与する元素であり、含有量が $0.0003\text{wt}\%$ 未満ではこの効果は少なく、また、 $0.003\text{wt}\%$ を越えると効果は飽和する。よって、B含有量は $0.0003 \sim 0.003\text{wt}\%$ とする。

TiはNを固定し、かつ、Bの効果を有効に活用させるのに寄与する元素であり、含有量が $0.005\text{wt}\%$ 未満ではこのような効果は少なく、また、 $0.03\text{wt}\%$ を越えて含有されるとこの効果は飽和してしまう。よって、Ti含有量は $0.005 \sim 0.03\text{wt}\%$ とする。

次に、本発明製造法における製法について説明する。

上記に説明した含有成分および含有割合の鋼の

加熱温度は900～1150℃とするのが良く、特に、低温域で加熱した方がγ粒が微細となり、変態後に得られる組織が微細となり、靱性向上に有効であり、従って、圧延機の能力、仕上温度の確保の許容される範囲で低温に加熱することが望ましい。

熱間加工条件は、γ粒の微細化、γ粒内への変形帯の導入は、変態後の組織を微細化し、靱性向上に有効であることから、オーステナイトの未再結晶域で30%以上の加工が必要で、例えば、熱間圧延を行う。

冷却条件は、加速冷却開始温度をA_{r3}未満では、空冷中に粗大な初析フェライトが析出、靱性が劣化し、従って、加速冷却の開始も熱間圧延終了後、直ちに行うことが必要である。冷却速度が2℃/sec未満では初析フェライトが多量に、かつ、粗大に析出するために、強度、靱性共に低くなり、また、40℃/secを越えると100%ベイナイト+マルテンサイト組織となって、降伏比が高くなり過ぎる。さらに、組織中に過量の初析フェラ

表に示す鋼2を用いて1000℃の温度に加熱し、850℃以下の温度における圧下率50%、仕上温度780℃、冷却速度10℃/sec、停止温度550℃で30mmの厚鋼板を製造し、焼戻し温度を変えた時のTS、YR、YPEIの関係を第1図に示す。焼戻し温度が300℃未満ではYRは加速冷却のままのYRと殆ど違わない低い値であるが、300～700℃の温度範囲で目標とするYR75～90%の範囲に入っており、かつ、降伏点伸びも生じている。しかしながら、この温度範囲では、加速冷却ままのマイクロ組織の一部を構成するマルテンサイトやセルフテンパーダマルテンサイト、下部ベイナイト等、降伏比を下げ、かつ、強化に寄与する低温変態生成物が焼戻され、明瞭なセメンタイトの析出が透過電子顕微鏡観察の結果から認められる。従って、この現象はTSの低下、YRの上昇をもたらすため、所望の強度、YRを得るためには加速冷却ままで得られた機械的性質と焼戻し温度に伴う機械的性質の関係を充分に把握しておくことが必要である。また、焼戻

し温度が700℃を越えるとα+γ2相域にはいり、冷却条件、成分系によっては、焼戻し後フェライト-マルテンサイト組織となり、YRの低下、TSの上昇があり、また、成分系によっては不変、もしくは、さらに、YRの上昇、TSの減少が生じる等、個々の条件により変化の仕方が異なってくるため、現在の技術では工業生産には適さない。よって、焼戻し温度300～700℃の範囲では、成分系によりやや変化傾向は異なるもののTSは大略 $\Delta TS(Kgf/mm^2) = 0.35(Kgf/mm^2) \times T(焼戻し温度)$ に従って低下し、YRは上昇する。従って、これを見込んだ機械的性質を加速冷却材の状態で確保しておくことが必要である。

・ボロン無含有鋼

$$-17.5 \cdot C_{eg} + 10.2 < \ln R(^\circ C/s) < -17.5 C_{eg} + 12.6$$

・ボロン含有鋼

$$-17.5 \cdot C_{eg} + 9.5 < \ln R(^\circ C/s) < -17.5 C_{eg} + 11.9$$

ただし、

$$C_{eg} = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$$

また、停止温度が750℃を越える高い温度になると、引張強さが低くなり、70Kgf/mm²を下回るようになる。第2図に冷却停止温度とTS、YRの関係を示す。

焼戻し温度が300℃未満では、特に、処理前の降伏比の低い材料ではYRが75%以下となり、所望の特性が得られない。例えば、後記する第1

実施例

本発明に係る加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法の実施例を説明する。

実施例

第1表に示す含有成分および含有割合の鋼を通常の製法により溶解、鑄造した鋼を900℃から1150℃の間の各種の加熱温度において100

特開平1-176029 (5)

mmの鋼(スラブ)を加熱し、3.0mm厚の鋼板に圧延し、仕上温度は800℃を目標にその温度近傍に仕上げた。いずれも900℃以下の圧下率を50%以上とした。熱間圧延終了後第2表に示す条件で加速冷却した。その後必要に応じて各種の温度で焼戻し処理を行った。焼戻し条件は1時間保持後空冷した。

この第2表に各種の機械的性質を示し、本発明製造法により製造された鋼は、75~90%の降伏比であり、その他の機械的性質は比較例と同等かそれ以上であり、優れていることがわかる。

第1表

	化 学 成 分 (wt%)															
	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Nb	Ni	Cu	Cr	V	Ti	B	Fe	Ceq
1	0.09	0.4	1.75	0.020	0.002	0.035	0.20	0.022	1.05	—	—	—	—	—	残 部	0.475
2	0.07	0.3	1.80	0.015	0.004	0.031	0.15	0.020	0.87	—	0.5	0.07	0.020	0.0023	—	0.547
3	0.10	0.3	1.60	0.016	0.003	0.030	0.30	0.019	1.15	0.5	—	0.08	—	—	—	0.489
4	0.07	0.4	1.65	0.017	0.004	0.027	0.17	0.025	0.65	0.3	0.5	—	0.017	0.0015	—	0.520
5	0.10	0.2	1.53	0.017	0.003	0.031	0.35	0.018	1.24	—	—	—	0.016	0.0020	—	0.482
6	0.08	0.4	1.30	0.015	0.003	0.027	0.20	0.026	0.80	0.3	0.17	0.10	0.015	0.0018	—	0.424
7	0.07	0.3	1.60	0.008	0.006	0.031	0.30	0.025	1.00	—	0.50	—	—	—	—	0.549
8	0.07	0.3	1.56	0.008	0.005	0.058	0.15	0.025	0.99	—	0.50	—	—	0.0009	—	0.505
9	0.07	0.3	1.80	0.015	0.004	0.030	—	0.023	—	—	—	—	0.018	0.0022	—	0.383
10	0.15	0.4	1.71	0.010	0.003	0.027	0.15	—	1.0	—	—	—	—	—	—	0.514

1~8は本発明製造法の鋼、9、10は比較法の鋼。

第 2 表

	加熱温度 (℃)	急冷開始温度 - A _{rs} (℃)	冷却速度 (℃/s)	停止温度 (℃)	焼戻し温度 (℃)	T.S.* (Kgf/mm ²)	El.* (%)	Y.R.* (%)	Y.P.El.* (%)	vTrs (℃)	vEs (Kgf・m)	備考
1	950	70	10	550	350	81.8	22.0	81.2	0.4	-95	22.1	本発明
2	1000	70	10	350	350	95.8	20.2	82.5	0.2	-85	16.4	"
"	"	"	"	550	"	87.5	20.7	78.0	0.4	-95	16.9	"
"	"	"	"	620	"	81.3	24.2	77.1	0.4	-100	21.5	"
"	"	"	"	550	630	75.5	27.3	81.7	0.6	-115	22.3	"
"	"	-40	"	"	350	81.1	22.1	79.9	0.3	-45	19.8	比較
3	1000	80	10	600	350	82.4	23.7	83.2	0.3	-90	20.3	本発明
4	1000	60	10	650	650	72.0	26.6	79.8	1.1	-110	23.1	"
5	1000	90	10	600	350	84.5	22.7	82.3	0.3	-95	17.0	"
6	1000	50	20	RT	-	105.3	18.0	63.2	0	-95	15.4	比較
"	"	"	"	"	500	80.5	25.8	86.7	0.6	-90	21.2	本発明
7	950	70	5	550	350	83.3	26.4	81.2	0.2	-105	22.1	"
8	950	70	5	550	350	83.1	25.2	82.6	0.2	-90	21.3	"
9	1000	30	30	RT	350	67.5	29.3	77.2	0.9	-95	23.0	比較
10	1000	80	10	550	350	75.0	27.0	79.1	0.6	-50	20.8	"

*...7mmφ丸棒引張り試験片。

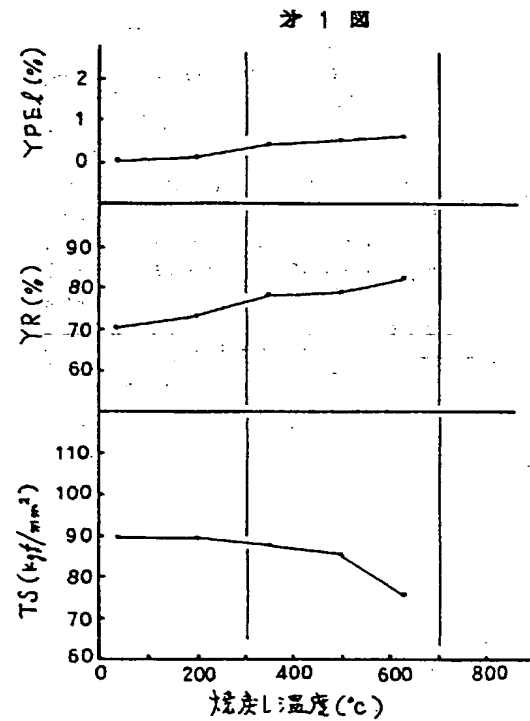
[発明の効果]

以上説明したように、本発明に係る加速冷却法による低降伏比高張力鋼板の製造法は上記の構成であるから、溶接構造物の安全性が高く、引張強さ70 Kgf/mm²以上であり、かつ、降伏比が75~90%である高張力鋼板を効果的に製造することができる優れた製造法である。

4. 図面の簡単な説明

第1図は焼戻し温度とTS、YR、YPEIの関係を示す図、第2図は冷却停止温度とTS、YRの関係を示す図である。

特許出願人 株式会社 神戸製鋼所
代理人 弁理士 丸 木 良 久



才 2 図

